

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-281385

(43)Date of publication of application : 29.10.1996

(51)Int.Cl.

B22D 11/06  
B21B 1/46  
B21B 3/02  
B21B 37/76  
B22D 11/00  
B22D 11/04  
B22D 11/12  
B24C 1/06  
C21D 8/02  
C21D 9/46  
C22C 38/00  
C22C 38/44

(21)Application number : 07-081471

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 06.04.1995

(72)Inventor : SUEHIRO TOSHIYUKI  
TERAOKA SHINICHI  
ISHIMARU EIICHIROU  
TAKESHITA TETSUO

(54) PRODUCTION OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL THIN CAST STRIP EXCELLENT IN COLD -ROLLED SURFACE QUALITY AND CAST STRIP

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce an austenitic stainless steel thin strip excellent in cold- rolled surface quality improved in roping and uneven glossiness by specifying component composition of Cr equivalent and Ni equivalent, rolling condition and heat treatment condition.

Ni当量  $\leq 0.85 \times Cr$  当量  $- 1.29$

CONSTITUTION: The component composition of this austenitic stainless steel satisfies the inequality I with respect to the Cr equivalent defined with, by wt.%,  $Cr+Mo+1.5 Si$ , and the Ni equivalent defined with  $Ni+30(C+N)+0.5 (Mn+Cu)$ . Rolling is executed at 20% to <30% rolling ratio  $R_d$ , which is defined with the equation II. Successively, the heat treatment is executed in a condition that the heat treatment equivalent time at  $1100^\circ C$  defined with the equation III satisfies the inequality IV and successively, this strip is coiled at  $\leq 600^\circ C$ . Wherein, in the inequalities and the equations, P is rolling load, W is the width of cast strip,  $T_1$  is a temp. at the inlet side of rolling,  $T_2$  is a temp. at the outlet side of rolling,  $T_i$  is each temp. of respective patterns obt'd. by dividing a heat pattern during a process between the rolling and the cooling by 0.1sec interval steps. Q is activated energy and R is the gas constant.

$\times_0 = 40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 - T_2) / 2 \quad (2.1)$

$$\tau_0 = \frac{\sum 0.1 \times \exp \{ -Q/R / (273 + T_i) \}}{\exp \{ Q/R / (273 + 100) \}}$$

$\tau_0 \geq 203 - 0.84 \times R.$

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-281385

(43) 公開日 平成8年(1996)10月29日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
B 2 2 D 11/06	3 3 0		B 2 2 D 11/06	3 3 0 B
B 2 1 B 1/46			B 2 1 B 1/46	K
3/02			3/02	
37/76			B 2 2 D 11/00	B
B 2 2 D 11/00			11/04	3 1 1 G
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 12 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号 特願平7-81471

(22) 出願日 平成7年(1995)4月6日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 末廣 利行

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(72) 発明者 寺岡 慎一

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(72) 発明者 石丸 詠一朗

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 石田 敬 (外3名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片の製造方法および鋳片

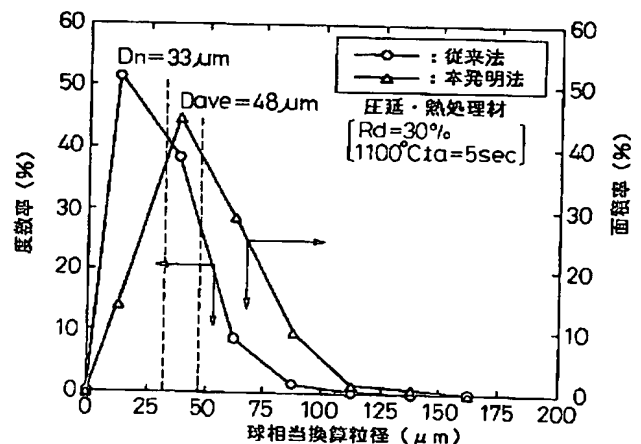
(57) 【要約】

【目的】 双ロール鋳造プロセスによって鋳造し、引き続いて圧延-熱処理によって再結晶組織とした冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片ならびにその製造方法を提供する。

【構成】 ショットブラスト法によってランダムなディンプルを多数散在させた冷却ドラムの周面に同期して鋳片が移動する連続鋳造機により、オーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鋳片を鋳造する製造方法において、重量%で、 $Cr + Mo + 1.5 Si$  で定義されるCr当量と  $Ni + 30(C + N) + 0.5(Mn + Cu)$  で定義されるNi当量が下記(1)式を満足する成分組成とし、圧延率  $R_d$  と熱処理における  $1100^\circ C$  等価熱処理時間  $t_a$  を特定の条件で行い、 $600^\circ C$  以下で巻き取る。

$$Ni \text{ 当量} \leq 0.63 \times Cr \text{ 当量} - 1.29$$

(1)



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 ショットブラスト法によってランダムなディンプルを多数散在させた冷却ドラムの周面に同期して鋳片が移動する連続鋳造機により、オーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鋳片を鋳造する製造方法において、重量%で、 $\text{Cr} + \text{Mo} + 1.5\text{Si}$  で定義されるCr当量と $\text{Ni} + 30(\text{C} + \text{N}) + 0.5(\text{Mn} + \text{Cu})$  で定義されるNi当量が下記(1)式を満足する成分組

$$\text{Ni当量} \leq 0.63 \times \text{Cr当量} - 1.29 \quad (1)$$

$$R_d = 40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 - T_2) / 2 - 42.1 \quad (2)$$

$$t_a = \frac{\sum 0.1 \times \exp \{-Q/R / (273 + T_i)\}}{\exp \{-Q/R / (273 + 1100)\}} \quad (3)$$

$$t_a \geq 203 - 6.64 \times R_d \quad (4)$$

但し、P：圧延荷重 (ton)、W：鋳片幅 (mm)、 $T_1$ ：圧延入側温度 (°C)、 $T_2$ ：圧延出側温度 (°C)、 $T_i$ ：圧延～巻き取り間のヒートパターンを0.1秒ステップで分割した各温度 (°C)、Q：活性化エネルギー ( $365 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ )、R：ガス定数 ( $8.314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ) である。

【請求項2】 ショットブラスト法によってランダムなディンプルを多数散在させた冷却ドラムの周面に同期して鋳片が移動する連続鋳造機により、オーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鋳片を鋳造する製造方法におい

$$\text{Ni当量} \leq 0.63 \times \text{Cr当量} - 1.29 \quad (1)$$

$$R_d = 40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 - T_2) / 2 - 42.1 \quad (2)$$

$$t_a = \frac{\sum 0.1 \times \exp \{-Q/R / (273 + T_i)\}}{\exp \{-Q/R / (273 + 1100)\}} \quad (3)$$

但し、P：圧延荷重 (ton)、W：鋳片幅 (mm)、 $T_1$ ：圧延入側温度 (°C)、 $T_2$ ：圧延出側温度 (°C)、 $T_i$ ：圧延～巻き取り間のヒートパターンを0.1秒ステップで分割した各温度 (°C)、Q：活性化エネルギー ( $365 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ )、R：ガス定数 ( $8.314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ) である。

【請求項3】 ショットブラスト法によってランダムなディンプルを多数散在させた冷却ドラムの周面に同期して鋳片が移動する連続鋳造機により、オーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鋳片を鋳造する製造方法において、重量%で、 $\text{Cr} + \text{Mo} + 1.5\text{Si}$  で定義されるC

$$\text{Ni当量} \leq 0.63 \times \text{Cr当量} - 1.29 \quad (1)$$

$$R_d = 40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 - T_2) / 2 - 42.1 \quad (2)$$

$$t_a = \frac{\sum 0.1 \times \exp \{-Q/R / (273 + T_i)\}}{\exp \{-Q/R / (273 + 1100)\}} \quad (3)$$

$$t_a \geq 203 - 6.64 \times R_d \quad (4)$$

但し、P：圧延荷重 (ton)、W：鋳片幅 (mm)、

成とし、下記(2)式で規定される圧延率 $R_d$ を20%以上30%未満として圧延し、続いて下記(3)式で規定される1100°C等価熱処理時間 $t_a$ が下記(4)式を満足する条件で熱処理し、続いて600°C以下で巻き取ることを特徴とする冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片の製造方法。

【数1】

て、重量%で、 $\text{Cr} + \text{Mo} + 1.5\text{Si}$  で定義されるCr当量と $\text{Ni} + 30(\text{C} + \text{N}) + 0.5(\text{Mn} + \text{Cu})$  で定義されるNi当量が下記(1)式を満足する成分組成とし、下記(2)式で規定される圧延率 $R_d$ を30%以上として圧延し、続いて下記(3)式で定義される1100°C等価熱処理時間 $t_a$ を4秒以上として熱処理し、続いて600°C以下で巻き取ることを特徴とする冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片の製造方法。

【数2】

r当量と $\text{Ni} + 30(\text{C} + \text{N}) + 0.5(\text{Mn} + \text{Cu})$  で定義されるNi当量が下記(1)式を満足する成分組成とし、下記(2)式で規定される圧延率 $R_d$ を20%以上30%未満として圧延し、続いて直ちに水冷して600°C以下で巻き取り、続いて下記(3)式で規定される1100°C等価熱処理時間 $t_a$ が下記(4)式を満足する条件で熱処理することを特徴とする冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片の製造方法。

【数3】

$T_1$ ：圧延入側温度 (°C)、 $T_2$ ：圧延出側温度

(℃)、 $T_j$  : 再加熱ヒートパターンを0.1秒ステップで分割した各温度(℃)、 $Q$  : 活性化エネルギー(36.5 kJ・mol<sup>-1</sup>)、 $R$  : ガス定数(8.314 J・mol<sup>-1</sup>・K<sup>-1</sup>)である。

【請求項4】 ショットブラスト法によってランダムなディンプルを多数散在させた冷却ドラムの周面に同期して鋳片が移動する連続鋳造機により、オーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鋳片を鋳造する製造方法において、重量%で、Cr+Mo+1.5Siで定義されるC

$$Ni当量 \leq 0.63 \times Cr当量 - 1.29 \quad (1)$$

$$R_d = 40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 - T_2) / 2 - 42.1 \quad (2)$$

$$t_a = \frac{\sum 0.1 \times \exp \{-Q/R / (273 + T_i)\}}{\exp \{-Q/R / (273 + 1100)\}} \quad (3)$$

但し、 $P$  : 圧延荷重 (ton)、 $W$  : 鋳片幅 (mm)、 $T_1$  : 圧延入側温度 (℃)、 $T_2$  : 圧延出側温度 (℃)、 $T_j$  : 再加熱ヒートパターンを0.1秒ステップで分割した各温度(℃)、 $Q$  : 活性化エネルギー(36.5 kJ・mol<sup>-1</sup>)、 $R$  : ガス定数(8.314 J・mol<sup>-1</sup>・K<sup>-1</sup>)である。

【請求項5】 ショットブラスト法によってランダムなディンプルを多数散在させた冷却ドラムの周面に同期して鋳片が移動する連続鋳造機により鋳造され、重量%

$$Ni当量 \leq 0.63 \times Cr当量 - 1.29 \quad (1)$$

$$D_{ave} = \sum 2 \times SQR(3 \times S_i / 2\pi) \times S_i / S \quad (5)$$

但し、 $S$  : 粒径の測定総面積、 $S_i$  :  $i$  番目の粒面積

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、鋳片と鋳型内壁面の間に相対速度差のない、所謂双ロール法等の同期式連続鋳造プロセスにおいて、表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片のならびにその冷延帯状鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 同期式連続鋳造プロセスとは、例えば「鉄と鋼」'85-A197~A256に特集された論文に紹介されているような、双ロール法、双ベルト法、単ロール法等、鋳片と鋳型内壁面の間に相対速度差のない同期式連続鋳造プロセスである。これら同期式連続鋳造プロセスの一つである双ロール式連続鋳造法は、平行または傾斜配置した一対の同径あるいは異径冷却ドラムとその両端面をシールするサイド堰とによって構成された連続鋳造鋳型内に溶鋼を注入し、両冷却ドラムの円周面上にそれぞれ凝固殻を生成させ、回転する両冷却ドラムの最接近位置(所謂「キッシングポイント」)付近で凝固殻同士を合体させて一体の薄帯状鋳片とする連続鋳造法である。

【0003】 例えば、双ロール式連続鋳造法により鋳造

$r$ 当量と $Ni+30(C+N)+0.5(Mn+Cu)$ で定義される $Ni$ 当量が下記(1)式を満足する成分組成とし、下記(2)式で規定される圧延率 $R_d$ を30%以上として圧延し、続いて直ちに水冷して600℃以下で巻き取り、続いて下記(3)式で定義される1100℃等価熱処理時間 $t_a$ を4秒以上として熱処理することとを特徴とする冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片の製造方法。

【数4】

$$Ni当量 \leq 0.63 \times Cr当量 - 1.29 \quad (1)$$

$$R_d = 40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 - T_2) / 2 - 42.1 \quad (2)$$

$$t_a = \frac{\sum 0.1 \times \exp \{-Q/R / (273 + T_i)\}}{\exp \{-Q/R / (273 + 1100)\}} \quad (3)$$

で、 $Cr+Mo+1.5Si$ で定義される $Cr$ 当量と $Ni+30(C+N)+0.5(Mn+Cu)$ で定義される $Ni$ 当量が下記(1)式を満足する成分組成のオーステナイト系ステンレス鋼で、結晶組織が下記(5)式で規定される球換算粒径 $D_{ave}$ が70μm以下の再結晶組織であることを特徴とする冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片。

【数5】

$$Ni当量 \leq 0.63 \times Cr当量 - 1.29 \quad (1)$$

$$D_{ave} = \sum 2 \times SQR(3 \times S_i / 2\pi) \times S_i / S \quad (5)$$

される薄帯状鋳片は、厚さ数mm(通常2~5mm程度)であり、従来の熱間圧延を経ずに冷間圧延を行って薄板製品を製造することができる。そのため、振動鋳型等を用いる連続鋳造により厚さ100mm超の熱間圧延用スラブを鋳造し、これを熱間圧延してから冷間圧延する従来の製造方法(スラブ鋳造-熱間圧延プロセス)に比べて、生産効率およびコストが格段に有利となる。

【0004】 しかし、双ロール式連続鋳造法等により鋳造した薄帯状鋳片を熱間圧延を経ずに冷間圧延した製品には、種々の表面欠陥が発生する場合がある。例えば、特開平2-19426号公報に述べられているように、冷間圧延後に鋳片の粗大な結晶粒が原因するローピング(表面肌荒れ)が発生する。また、鋳造割れ等を安定的に防止するために冷却ドラム周面にディンプルを形成させた双ロール式連続鋳造法等で製造された製品には、特開平4-158957号公報に述べられているように、鋳造組織のδフェライト残存むらに対応する最終焼鈍後の粗粒・細粒組織が色調むらを呈する光沢むらが発生する場合がある。

【0005】 これらの課題の内、ローピング対策として特開平2-19426号公報では鋳造直後の冷却速度を強化して、鋳片の結晶粒成長を抑制し、かつ2回冷延を施して平均粒径50μm以下の再結晶組織とすることが

提案されている。上記の発明では、熱間圧延を省略する代わりに冷間圧延・焼鈍工程を更に1回追加する必要があり、本来の目的である工程省略メリットが減ずるばかりか生産性の低下を招くことになり、望ましい方法とは言えなかった。

【0006】また、光沢むら対策としては特開平4-158957号公報では冷却ドラム壁面に設けたディンプルすべての隣接間隔を0.35mm以下とすることで、ディンプル凹凸に対応する不均一冷却を緩和して凝固組織を均一化するとともに、 $\delta$ -Fe<sub>cal.</sub>(%)を5~9%に調整することで、凝固組織むら感受性を下げる方法が提案されている。しかし、所定のディンプルを加工するための方法が高価なフォトエッチ法等に限定され、安価なショットブラスト等の加工方法を用いることが出来ず、不慮のトラブルに備えて冷却ドラムの予備を多く持つことが必要となり、経済的でなく、品質的にも $\delta$ -Fe<sub>cal.</sub>の成分規定では安定した凝固組織を得ることができなかった。以上のように、従来技術には経済的かつ生産性を低下させることなくローピングと光沢むらの課題を同時に解決する手段について何ら開示されていない。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、冷却ドラム周面にディンプルを形成させた双ロール法等の所謂同期式連続铸造プロセスにおいて、特定の成分と铸造インラインでの圧延・熱処理、あるいは铸造インラインでの圧延後巻き取り再加熱による熱処理によってローピングや光沢むらを改善した冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片ならびにその製造方法を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決するために、本発明は以下の手段によって成される。ショットブ

$$\text{Ni当量} \leq 0.63 \times \text{Cr当量} - 1.29 \quad (1)$$

$$R_d = 40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 - T_2) / 2 - 42.1 \quad (2)$$

$$t_a = \frac{\sum 0.1 \times \exp \{-Q/R / (273 + T_i)\}}{\exp \{-Q/R / (273 + 1100)\}} \quad (3)$$

$$t_a \geq 203 - 6.64 \times R_d \quad (4)$$

$$D_{\text{ave}} = \sum 2 \times \text{SQR}(3 \times S_i / 2\pi) \times S_i / S \quad (5)$$

但し、P：圧延荷重 (ton)、W：鋳片幅 (mm)、 $T_1$ ：圧延入側温度 (°C)、 $T_2$ ：圧延出側温度 (°C)、 $T_i$ ：圧延～巻き取り間あるいは再加熱ヒートパターンを0.1秒ステップで分割した各温度 (°C)、Q：活性化エネルギー (365KJ・mol<sup>-1</sup>)、R：ガス定数 (8.314J・mol<sup>-1</sup>・K<sup>-1</sup>)、S：粒径の測定総面積、 $S_i$ ：i番目の粒面積である。

【0009】

ラスト法によってランダムなディンプルを多数散在させた冷却ドラムの周面に同期して鋳片が移動する連続铸造機により、オーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鋳片を铸造する製造方法において、重量%で、Cr+Mo+1.5Siで定義されるCr当量とNi+30(C+N)+0.5(Mn+Cu)で定義されるNi当量が下記(1)式を満足する成分組成とし、

① 続いて下記(2)式に示す圧延率 $R_d$ を20%以上30%未満として圧延し、続いて下記(3)式で規定される1100℃等価熱処理時間 $t_a$ が下記(4)式を満足する条件として熱処理し、続いて600℃以下で巻き取る製造方法である。あるいは、

② 続いて下記(2)式に示す圧延率 $R_d$ を30%以上として圧延し、続いて下記(3)式で規定される1100℃等価熱処理時間 $t_a$ を4秒以上として熱処理し、続いて600℃以下で巻き取る製造方法である。あるいは、

③ 続いて下記(2)式に示す圧延率 $R_d$ を20%以上30%未満として圧延し、続いて直ちに水冷して600℃以下で巻き取り、続いて下記(3)式で規定される1100℃等価熱処理時間 $t_a$ が下記(4)式を満足する条件として熱処理する製造方法である。あるいは

④ 続いて下記(2)式に示す圧延率 $R_d$ を30%以上として圧延し、続いて直ちに水冷して600℃以下で巻き取り、続いて下記(3)式で規定される1100℃等価熱処理時間 $t_a$ を4秒以上として熱処理する製造方法である。および、上記①～④の方法で製造された下記

(5)式で規定される球換算粒径 $D_{\text{ave}}$ が70μm以下の再結晶組織を有する冷延表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片である。ここに、

【数6】

【作用】本発明者らはオーステナイト系ステンレス鋼を双ロール铸造等によって铸造して得た急冷凝固組織のまま鋳片を直接冷間圧延するときに発生するローピング現象を詳細に解析した。その結果、ローピングの程度は冷間圧延前の結晶粒径の大小に依存することを突き止めた。結晶粒径の大小の評価については、従来から便宜的に用いられている結晶粒の個数頻度の期待値として定義する $D_n (= \sum 2 \times \text{SQR}(3 \times S_i / 2\pi) / n)$ が

急凝固組織およびそれを圧延・熱処理した再結晶組織においては、それらの混粒状態を代表する指標値とは成りえないことが分かり、結晶粒の面積率（実際には体積率を考える必要があるが、体積を実測することは不可能であり、便宜上面積率をもって体積率とする）に対する期待値である  $D_{ave} (= \sum 2 \times SQR (3 \times S_i / 2 \pi) \times S_i / S)$  を新たな指標値として定義した。その関係を図1と図2に示す。当然のことながら、従来指標の  $D_n$  では結晶粒の個数頻度の期待値であるため、混粒組織では細粒側に平均値が現れる。しかしながら、ローピング現象は一つ一つの結晶粒、あるいは粗大粒と細粒コロニー（群）の存在に応じた板厚方向の変形差の総和が表面に現出する現象と理解され、等軸かつ細粒ほど板厚方向の累積変形差が平均化され、ローピングは良好となる。したがって、非常に粒径差の大きい混粒組織における平均結晶粒径の定義は面積率に対する期待値である  $D_{ave}$  によって表現することが、組織の実態を表した指標となる。事実、本発明者らは、双ロール鋳造材を20～40%の圧延率で熱間圧延した後の再結晶組織は現行CCスラブ・熱間圧延材ほど等軸粒ではなく、表層が細粒で中心部は粗粒傾向となることや、さらに、隣接する結晶粒とはかけ離れた粗大粒が出現することがあり、このような粗大粒は再結晶しても隣接する粒よりも大きいか、甚だしい場合は未再結晶として残存した混粒組織となり、ローピングの改善が不十分であることを観察している。以上から本発明者らは、等軸粒の場合は  $D_n$  に近い値になり、混粒の場合はその程度に応じて  $D_n$  からの乖離が大きくなり、ローピングに有害な粗大粒の影響が反映できる中間指標としての平均粒径  $D_{ave}$  を定義した。この定義で規定される再結晶粒径  $D_{ave}$  を  $70 \mu m$  以下に確保すれば、ローピングランク（1～5ランクの官能評価）が2以下の合格レベルとすることができる（表2参照）。

【0010】ローピングを防止するには、凝固組織をできるだけ等軸かつ細粒化することが必要であり、圧延・熱処理による再結晶を利用することが有効な方法である。本発明では鋳造機に直結した熱間圧延機により熱間圧延を行い、引き続いて熱処理を行って再結晶を完了される方法、熱間圧延後巻き取り、再加熱によって熱処理する方法を開示しているが、鋼種によって再結晶時間が長い場合には、圧延に続く熱処理炉で再結晶を進行させて、冷間圧延前の溶体化処理（焼鈍）で完全に再結晶されることを組み合わせても生産性には何ら影響ない。なぜならば、再結晶に関わらずスケール除去のための酸洗が必要であり、この処理は連続焼鈍・酸洗ラインで行われるからである。

【0011】再結晶におよぼす主因子は、以下の通りである。

- (1) 初期粒径：小さいほど再結晶は促進
- (2) 歪速度（＝圧延速度）：大きいほど再結晶は促進

(3) 加工温度（＝圧延温度）：低いほど再結晶は促進

(4) 歪量（＝圧延率）：大きいほど再結晶は促進

(5) 加工後の熱履歴（＝熱処理条件）：高温での滞在するほど再結晶は促進

一般に、初期粒径を小さくするには、凝固冷速を大きくする必要がある。双ロール鋳造等では冷却ドラム構造や鋳造温度が一定であれば凝固冷速は鋳造厚に応じた鋳造速度によってほぼ決まるため、初期粒径を凝固冷速で制御することには限界がある。しかし、本発明では鋳造速度によらずオーステナイト系ステンレス鋼の溶鋼成分を特定の範囲に調整することにより、初期粒径  $D_{ave}$  を  $250 \mu m$  以下（最大値は約  $500 \mu m$  以下）に制御することができる。これは、鋳造後の凝固組織がアシュキュラー状  $\delta$  組織（アシュキュラー状  $\delta$  組織が主体で一部凝レーシー状  $\delta$  も存在するが、溶接金属で「Fモード凝固」と呼称される凝固形態である）となっていることから判断して、 $\delta$  凝固  $\rightarrow \delta/\gamma$  変態による柱状晶の分断や  $\delta$  フェライトによるピンニング効果等によるものと考えられる。本発明の成分は、重量%で、 $Cr + Mo + 1.5Si$  で定義される  $Cr$  当量と  $Ni + 30(C + N) + 0.5(Mn + Cu)$  で定義される  $Ni$  当量の関係において、 $Ni$  当量  $\leq 0.63Cr$  当量  $- 1.29$  を満足する範囲に限定することでFモード凝固が確実に達成され、鋳造時の初期粒径を安定して制御することができる。

【0012】ローピングを改善するために再結晶を利用した等軸・細粒化組織とすることが有効であり、本発明では鋳造機に直結した熱間圧延機により熱間圧延を行い、引き続き熱処理する、あるいは巻き取り後再加熱して熱処理する条件を適正にすることで、経済的に所定の再結晶粒径を得ることができる。ここで、歪速度（＝圧延速度）の影響は本発明者らが検討した結果、その影響は小さいことが明らかになったので、本発明では考慮していない。また、圧延率  $R_d$  は圧延温度における材料の変形抵抗にも依存するが、Low-C、N系の17～20Cr-6～11Ni-0～2Mo-0～3Cu鋼の各温度における強度の変化を事前に調査した結果、それらの材料の変形抵抗は大差がないことが明らかになったので、歪速度と同様に考慮していない。以上の前提から、本発明者らは、圧延入側温度  $T_1$  と圧延出側温度  $T_2$  から算出される平均圧延温度  $(T_1 + T_2) / 2$ 、熱間圧延機の圧延荷重  $P$ 、鋳片幅  $W$  と圧延率  $R_d$  の関係にもとづいて、 $40.6 \times P / W + 0.04 \times (T_1 + T_2) / 2 - 42.1$  の関係式により圧延率  $R_d$  がほぼ決まることを見出した。次に、圧延率と熱処理条件について述べる。図3に示すように、圧延率  $R_d$  が20%以上30%未満ではそれに応じた1100℃等価熱処理時間  $t_a$  を確保する必要がある。20%未満の圧延率  $R_d$  では表層は十分に再結晶するが、1/4  $t$  層～中心層では未再結晶粒が残存しており、板厚全域に十分な歪を付与で

きない。30%以上の圧延率 $R_d$ では1100℃等価熱処理時間 $t_a$ が4sec以上で板厚全域がほぼ完全に再結晶する。さらに、圧延率 $R_d$ を40%まで増加させると再結晶粒径はより細くなるが、ローピングへの改善効果は飽和する。なお、1100℃等価熱処理時間が100秒までは殆ど再結晶粒径およびローピングに変化はみられない。それ以上の熱処理時間でも $D_{ave}$ が70 $\mu$ m以下を確保していれば問題ないが、長時間の熱処理により粒成長が起こり（特に、表層の結晶粒が粗大化する傾向が認められる）、逆にローピングは低下する危険性がある。加えて、100秒以上の熱処理時間を確保するには casting速度（20～100m/min）からみても現実的な熱処理炉長とは成りえない。

【0013】ここで、等価熱処理時間 $t_a$ について説明する。本発明のように、 castingに引き続いて熱間圧延—熱処理を行うライン構成をもてば、熱間圧延機出口から熱処理炉入口までの間はある冷却速度をもって降温するものの、空冷であれば、オーステナイト系ステンレス鋼の再結晶温度である900℃以上の温度が確実に確保され、熱処理炉はこの温度からの昇温能力をもてばよいことになる。即ち、再結晶に必要な熱エネルギーは熱間圧延機以降から付与されていることになり、このゾーンも有効熱処理炉長と見なすことができる。また、工業的な熱処理炉は昇温能力に限界があり、所定の温度に達するまでにある程度の時間を要することになるが、この昇温過程も900℃以上の温度域であれば再結晶現象にとっては有効な熱エネルギーとなり、 castingから熱間圧延を経て直接熱処理する場合は、再加熱による熱処理に比べて大幅な炉長短縮が図れるのである。したがって、前記の昇・降温を繰り返すヒートパターンを任意の温度（本発明では1100℃としている）での恒温・保持と等価な熱エネルギーとして前記（3）式に示す等価熱処理時間 $t_a$ を定義することは、経済的な熱処理炉を設計する上からも有効である。なお、本発明で定義した1100℃等価熱処理時間 $t_a$ は、熱間圧延機出口から熱処理炉入口までの降温パターン、熱処理炉内の昇温・保定パターン（昇温・保定パターンは区別）、さらには熱処理炉出口から巻き取り（本発明では600℃としている）の降温パターンまでの各平均昇・降温速度を（熱処理炉内の昇温度は10秒毎の平均速度とした）、また、再熱においては常温から昇温、保定および600℃までの降温パターンの10秒毎の平均昇・降温速度で代表させて、0.1秒の時間刻みで積算した全熱量を1100℃の温度で恒温・保持した熱量と等価になる時間を示している。等価温度については任意の温度で表示しても何ら差し支えなく、またヒートパターンを0.1秒未満に細かく分割しても計算精度は上がるが、工業的にコントロールできる昇・降温速度のばらつきからみて意味がない。

【0014】次に、光沢むらについて述べる。双ロール法等の連続 casting法において、冷却ドラム周面にディン

ブルをランダムに散在させる目的は、エアーギャップによって緩冷された未だ剛性の低い状態にある部分（ディンプル中央部）を、冷却ドラムと直接接触することによって十分に冷却された剛性の高い部分（ディンプルエッジ部）が取り囲むことによって生じる熱応力をディンプルの分散によって小さくし、かつ凝固シェルの収縮に伴う割れが複数の剛性低下部にまたがって発生することを防止することである。しかしながら、このディンプルの形成によって生じる不均一冷却が表層の凝固組織の均一性の面から悪影響し、ディンプル凹凸に対応した残留 $\delta$ フェライトのむらが発生する。この残留 $\delta$ フェライトむらの発生は、オーステナイト系ステンレス鋼特有の現象である。

【0015】本発明者らは、ショットブラスト法によってディンプル間隔、大きさ等を規制することなく、冷却ドラム周面にランダムな配置のディンプルを形成させた双ロール casting機から、種々の成分に調整したオーステナイト系ステンレス鋼を castingし、鋳片の凝固組織および冷延後の光沢むらを評価した。その結果を図4に示す。重量%で、Cr+Mo+1.5Siで定義されるCr当量とNi+30(C+N)+0.5(Mn+Cu)で定義されるNi当量の関係において、Ni当量 $\leq$ 0.63Cr当量-1.29を満足する成分限定によって、鋳片の凝固形態はFモード凝固となり、冷延板にも残存 $\delta$ フェライト起因の光沢むらはまったく発生しなかった。これは、前述した初期粒径の制御と同じ条件範囲であり、Fモード凝固により初期粒径および残存 $\delta$ フェライトむらを同時に規制できることを意味している。本発明者らは、 $\delta$ フェライト起因の光沢むらは、凝固時の $\delta$ + $\gamma$ 相の共晶組織で発生するパーミキュラー $\delta$ よりも $\delta$ 単相で完全凝固し、 $\gamma$ に変態した場合に発生するアシュキュラー状 $\delta$ は凝固組織の残留フェライトむらが軽減されることを多くの双ロール casting材の凝固組織観察から見出ししているが、従来知見からはディンプル間隔を小さくすることが必要であった。しかし、ショットディンプルの場合、ディンプル間隔が必ずしも必要十分条件ではないことが明らかになった。この理由は、図5に示すように、以下のように考えられる。

【0016】フォトエッチ加工のディンプルエッジはほぼ直角であることから表面張力によってディンプル中央部まで溶鋼が入らず、その部分のエアギャップ層が厚くなるのに対して、ショット加工で形成されたディンプルはエッジの傾斜が緩やかなため、エッジ部の傾斜に沿って溶鋼がディンプル中央部まで入る結果、エアギャップ層が薄く、ディンプル中央部とディンプルとディンプルの間の部分の凝固冷速差が軽減される。さらに、ショットディンプルでは大きなディンプルの中に小さなディンプルが存在し、冷却ドラムとの直接接触が面から点へと変化する効果がディンプルの各部位における凝固冷速差を分散させる。これらの効果が、フォトエッチディン



ルで言うところのディンプル間隔を狭くすることの作用を少なからず代替し、特定の成分を限定するのみで実質上製品の光沢むらが改善されるものとみられる。

【0017】なお、巻き取り温度を600℃以下に限定した理由は、鋭敏化による酸洗時のミクログループ（結晶粒界に沿った腐食溝）が冷間圧延後に網目模様として残存し、冷延板表面の光沢が低下することを防止するためである。但し、コイルグラインダー等の機械的研削を実施すれば問題ないが、この工程を省略するためには、鑄造あるいは中間焼鈍時に鋭敏化を防止する必要がある。

【0018】本発明では、フォトエッチ加工法等によらず、ディンプル加工および補修等が容易であるショットブラスト法による冷却ドラムのディンプル形成とともに、成分を特定の範囲に限定することによって初期粒径および凝固組織を安定化し、鑄造機に直結した熱間圧延

機により熱間圧延を行い、引き続いて熱処理を行って再結晶を完了される、あるいは巻き取り後再加熱によって熱処理を行う圧延・熱処理条件の適正化によって、ローピングや光沢むらのない表面品質の優れたオーステナイト系ステンレス鋼薄板を経済的に製造することができる。

【0019】

【実施例】表1および2に示すオーステナイト系ステンレス鋼を、ショットブラスト法によりランダムな配置のディンプルを形成させた冷却ドラムを用いた双ロール鑄造機で、鑄造厚3～5mm鑄造し、約1000～1200℃の温度範囲で鑄造機後面に配置した2Hiの熱間圧延機により42%以下の1パス圧延を行い、直ちに水冷して600℃以下で巻き取り、再加熱により熱処理を実施した。

【表1】

材料 記号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
A	0.027	0.45	0.90	0.016	0.0015	8.15	18.31	0.14	0.30
B	0.026	0.45	0.89	0.015	0.0028	8.30	18.31	0.15	0.30
C	0.032	0.44	0.87	0.017	0.0026	8.16	18.39	0.14	0.21
D	0.019	0.49	0.88	0.015	0.0012	8.23	18.36	0.14	0.20
E	0.032	0.49	0.87	0.027	0.0021	8.20	18.25	0.12	0.20
F	0.030	0.45	0.92	0.015	0.0017	8.21	18.45	0.14	0.21
G	0.015	0.48	0.87	0.017	0.0020	10.02	17.85	2.07	0.24
H	0.033	0.45	0.95	0.015	0.0020	8.21	18.32	0.15	0.20
I	0.018	0.44	0.50	0.016	0.0025	9.01	18.57	0.16	0.22
J	0.026	0.77	1.18	0.015	0.0026	6.39	17.83	0.14	2.34
K	0.035	0.59	0.88	0.015	0.0010	8.31	18.25	0.15	0.30
L	0.028	0.47	0.86	0.015	0.0018	8.23	18.36	0.13	0.22
M	0.050	0.45	0.95	0.014	0.0020	8.16	18.78	0.16	0.26
N	0.042	0.43	0.96	0.012	0.0013	8.03	18.67	0.15	0.27

【表2】



(表 1 のつづき)

材料 記号	Al	O	N	Ni 当量	Cr 当量	(1) 式の右辺
A	0.003	0.0063	0.0241	10.28	19.13	10.76
B	0.002	0.0071	0.0248	10.42	19.14	10.77
C	0.002	0.0082	0.0241	10.38	19.19	10.80
D	0.001	0.0064	0.0263	10.13	19.24	10.83
E	0.003	0.0047	0.0288	10.56	19.11	10.75
F	0.003	0.0050	0.0256	10.44	19.27	10.85
G	0.002	0.0056	0.0124	11.40	20.64	11.71
H	0.002	0.0084	0.0255	10.54	19.15	10.77
I	0.002	0.0087	0.0129	10.30	19.39	10.93
J	0.002	0.0083	0.0574	10.65	19.13	10.76
K	0.004	0.0041	0.0294	10.83	19.29	10.86
L	0.002	0.0086	0.0266	10.41	19.20	10.80
M	0.003	0.0067	0.0357	11.34 *	19.62	11.07
N	0.003	0.0052	0.0392	11.08 *	19.47	10.97

\* 本発明の範囲から外れているもの

また、一部については簡易の熱処理炉を設置して前記圧延後熱処理を行い、その後水冷して600℃以下で巻き取った薄帯状鋳片を製造した。圧延は途中でミル圧下力を変化させること、および事前に冷却ドラムから圧延機の間を保温カバーを調整して鋳造速度との関連で圧延温度を変化させることの組み合わせによって上記圧延率を達成した。なお、圧延温度は圧延率の影響が小さいことから、チャージ間の平均値を採用して示している。その

後、必要に応じて焼鈍を行い、酸洗、冷間圧延を行い、最終焼鈍・酸洗仕上げと光輝焼鈍仕上げとした。品質評価として鋳片未圧下部の初期粒径 $D_{ave}$ 、凝固モード、圧延・熱処理後の再結晶粒径 $D_{ave}$ を中間指標として調査し、光輝焼鈍材のローピングと最終焼鈍、酸洗材の光沢むらをそれぞれ官能評価した。その結果を表3および4に示す。

【表3】

区分	試験 番号	材料 番号	鋳造速度 m/min	板厚		鋳造幅 mm	熱間圧延		
				鋳造後 mm	圧延後 mm		入側温度 ℃	出側温度 ℃	平均温度 ℃
本 発 明 例	1	A	56.3	3.4	2.7	1330	1176	1085	1131
	2	A	56.3	3.4	2.6	1330	1176	1085	1131
	3	A	56.3	3.4	2.6	1330	1176	1085	1131
	4	A	56.3	3.4	2.4	1330	1176	1085	1131
	5	A	56.3	3.4	2.4	1330	1176	1085	1131
	6	A	56.3	3.4	2.4	1330	1176	1085	1131
	7	A	56.3	3.4	2.0	1330	1176	1085	1131
	8	A	56.3	3.4	2.0	1330	1176	1085	1131
	9	A	56.3	3.4	2.0	1330	1176	1085	1131
	10	B	52.6	3.3	2.6	1330	1155	1052	1104
	11	B	52.6	3.3	2.5	1330	1155	1052	1104
	12	C	59.5	3.3	2.6	1330	1108	1012	1060
	13	D	45.6	3.5	2.8	1330	1114	1012	1063
	14	E	59.7	3.3	2.6	1330	1129	1041	1085
	15	F	62.7	3.3	2.5	800	1107	1022	1065
	16	F	62.7	3.3	2.2	800	1107	1022	1065
	17	F	62.7	3.3	2.2	800	1107	1022	1065
	18	G	56.7	3.3	2.4	800	1074	975	1025
	19	G	56.7	3.3	2.4	800	1074	975	1025
	20	G	56.7	3.3	2.2	800	1074	975	1025
	21	H	26.6	4.7	3.3	800	1051	961	1006
	22	H	26.6	4.7	3.3	800	1051	961	1006
	23	H	26.6	4.7	3.3	800	1051	961	1006
	24	H	26.6	4.7	3.3	800	1051	961	1006
	25	H	26.6	4.7	3.3	800	1051	961	1006
	26	H	26.6	4.7	3.3	800	1051	961	1006
	27	H	26.6	4.7	3.1	800	1051	961	1006
	28	H	26.6	4.7	3.1	800	1051	961	1006
	29	I	53.8	3.4	2.6	800	1057	968	1013
	30	J	46.4	3.5	2.2	800	1144	1058	1101
	31	J	46.4	3.5	2.2	800	1144	1058	1101
比 較 例	32	K	49.5	3.2	2.8	800	1066	972	1019
	33	L	48.6	3.6	3.0	1330	1074	981	1028
	34	M *	56.1	3.0	3.0	800	-	-	-
	35	M *	56.1	3.0	2.9	800	1030	936	983
	36	M *	56.1	3.0	2.6	800	1030	936	983
	37	M *	56.1	3.0	2.5	800	1030	936	983
	38	M *	56.1	3.0	2.4	800	1030	936	983
	39	N *	69.5	2.8	2.4	800	1083	993	1038
	40	A	56.3	3.4	2.8	1330	1176	1085	1131
	41	A	56.3	3.4	2.8	1330	1176	1085	1131
	43	A	56.3	3.4	2.8	1330	1176	1085	1131
	44	A	56.3	3.4	2.6	1330	1176	1085	1131
	45	A	56.3	3.4	2.6	1330	1176	1085	1131
	46	B	52.6	3.3	2.7	1330	1155	1052	1104
	47	E	59.7	3.3	2.8	1330	1129	1041	1085
	48	H	26.6	4.7	3.3	800	1051	961	1006
	49	H	26.6	4.7	3.1	800	1051	961	1006

【表4】

(表3のつづき)

区分	試験 番号	時間圧延		熱処理 区 分	1100℃ 等価時間 秒	凝 固 モード	初期 粒径 μm	再結晶 粒径 μm	ローピ ングラ ンク	光沢 むら 状況
		圧下力ton	圧下率%							
本 発 明 例	1	600	20	再加熱	97.0	F	213	67	2	良好
	2	700	24	再加熱	73.2	F	213	68	2	良好
	3	700	24	再加熱	45.0	F	213	60	2	良好
	4	900	30	インライン	4.3	F	213	40	2	良好
	5	900	30	再加熱	46.1	F	213	52	2	良好
	6	900	30	再加熱	98.0	F	213	56	2	良好
	7	1250	42	インライン	4.0	F	213	35	1	良好
	8	1250	42	再加熱	38.9	F	213	42	1	良好
	9	1250	42	再加熱	93.0	F	213	55	1	良好
	10	600	20	再加熱	74.5	F	231	65	2	良好
	11	700	24	再加熱	95.0	F	231	59	2	良好
	12	600	22	再加熱	71.6	F	161	66	2	良好
	13	600	20	再加熱	69.8	F	151	62	2	良好
	14	700	22	再加熱	73.8	F	149	50	1	良好
	15	500	24	再加熱	86.8	F	119	43	2	良好
	16	600	33	インライン	5.6	F	119	32	1	良好
	17	600	33	再加熱	98.2	F	119	39	1	良好
	18	550	28	インライン	16.0	F	121	41	2	良好
	19	550	28	再加熱	35.0	F	121	45	2	良好
	20	640	33	再加熱	72.5	F	121	37	1	良好
	21	720	30	再加熱	76.1	F	203	50	2	良好
	22	720	30	再加熱	5.0	F	203	50	2	良好
	23	720	30	再加熱	12.9	F	203	48	2	良好
	24	720	30	再加熱	33.6	F	203	52	2	良好
	25	720	30	再加熱	54.8	F	203	60	2	良好
	26	720	30	再加熱	72.4	F	203	61	2	良好
	27	800	35	再加熱	96.5	F	203	55	2	良好
	28	800	35	再加熱	11.6	F	203	51	2	良好
	29	550	23	再加熱	85.5	F	175	46	2	良好
	30	710	36	インライン	5.3	F	158	34	1	良好
	31	710	36	再加熱	85.3	F	158	40	1	良好
比 較 例	32	300	14 *	再加熱	67.6 *	F	164	110	4	良好
	33	600	17 *	再加熱	68.3 *	F	183	93	3	良好
	34	0	0 *	再加熱	64.5 *	FA	288	288	5	不良
	35	100	5 *	再加熱	64.5 *	FA	288	225	5	不良
	36	300	14 *	再加熱	64.5 *	FA	288	156	4	不良
	37	400	17 *	再加熱	55.3 *	FA	288	114	4	不良
	38	500	20	再加熱	55.3 *	FA	288	75	3	不良
	39	300	13 *	再加熱	67.6 *	FA	191	94	3	不良
	40	500	17 *	再加熱	95.6 *	F	213	80	4	良好
	41	500	17 *	再加熱	79.4 *	F	213	111	4	良好
	43	500	17 *	再加熱	18.4 *	F	213	182	5	良好
	44	700	24	再加熱	14.1 *	F	213	130	4	良好
	45	700	24	再加熱	35.0 *	F	213	76	3	良好
	46	500	17 *	再加熱	18.2 *	F	231	104	4	良好
	47	500	16 *	再加熱	74.1 *	F	149	80	3	良好
	48	720	30	インライン	0.5 *	F	203	189	5	良好
	49	800	35	インライン	1.5 *	F	203	87	3	良好

\* 本発明から外れているもの

【0020】本発明による製造方法（No. 1～No. 31）によって得られたものは、ローピングランクが2以下でローピングは合格であった。また、光沢むらも全く発生せず、良好な表面品質を示した。これらのものは、表1および2に示した（1）式右辺の値を満足するNi当量を有する組成であり、凝固モードはF、再結晶 $D_{ave}$ は70μm以下であった。一方、比較例No. 32, 33およびNo. 40～49は凝固モードがFで冷延板の光沢むらは良好であったが、圧延率と1100℃等価熱処理時間の組み合わせが本発明の範囲から外れているため、ローピングランクは3以上で不合格となった。特に、比較例No. 48, 49は圧延率が30%以上あるにも関わらず、熱処理時間が不足したためローピングは改善されていない。さらに、比較例No. 34～39は凝固モードがFAであったために、冷延板に光沢むらが発生し、表面品質は不良であり、また再結晶条件

としても不十分であるためローピングも不合格となった。

## 【0021】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、スラブ casting—熱間圧延プロセスによる従来の製造方法と同等の表面品質のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状冷延鋼板を、安価にしてかつ短納期で製造することができる。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】 castingのまま初期粒径との再結晶粒径の分布を従来指標と本発明指標で比較した図である。

【図2】 圧延—熱処理後の再結晶粒径の分布を従来指標と本発明指標で比較した図である。

【図3】 ローピングの合格／不合格におよぼす圧延率と1100℃等価熱処理時間の関係を示した図である。

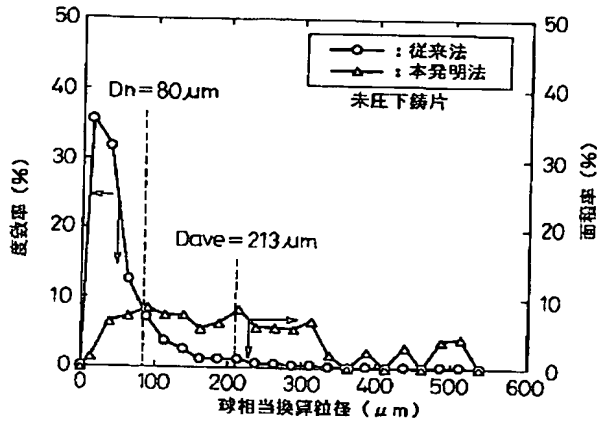
【図4】 光沢むらの発生有無におよぼすCr当量とNi

当量の関係を示した図である。

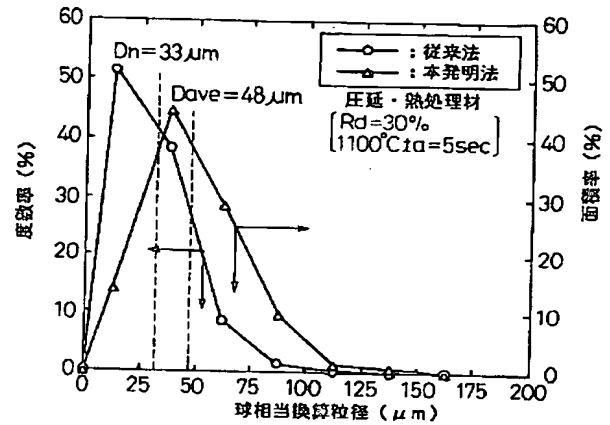
より溶鋼の入込み状況を示す模式図である。

【図5】 フォトエッチおよびショットディンプル形状に

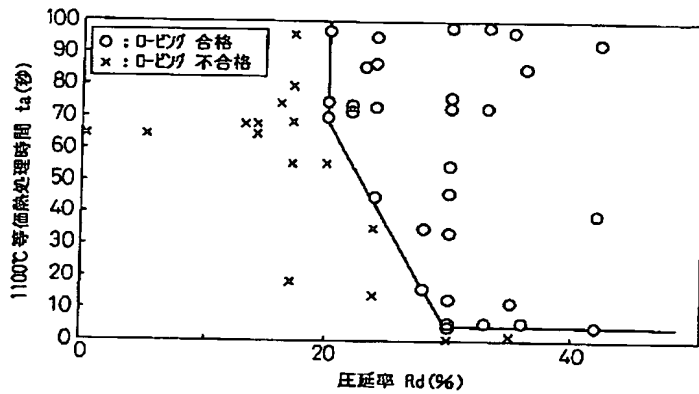
【図1】



【図2】



【図3】



【図5】

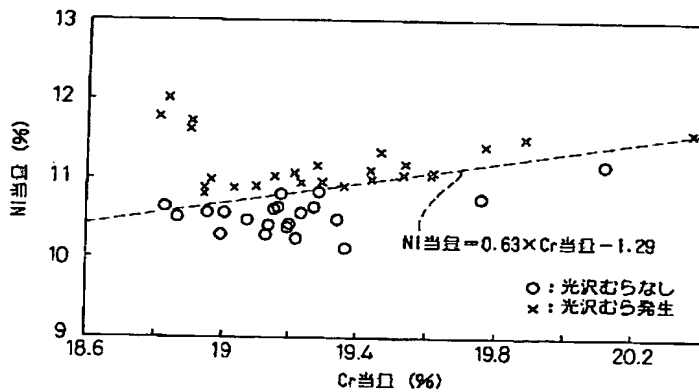
(a)



(b)



【図4】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
B 2 2 D 11/04	3 1 1		B 2 2 D 11/12	A
11/12				Z
B 2 4 C 1/06		9270-4K	B 2 4 C 1/06	
C 2 1 D 8/02			C 2 1 D 8/02	D
9/46			9/46	Q
C 2 2 C 38/00	3 0 2		C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
38/44		8315-4E	38/44	
			B 2 1 B 37/00	1 3 2 A

(72) 発明者 竹下 哲郎  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内